ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ, НАУКИ О МАТЕРИАЛАХ, МЕТАЛЛУРГИЯ
CHEMICAL TECHNOLOGIES, MATERIALS SCIENCES, METALLURGY



Check for updates

УДК 621.762. 1
https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-3-67-77

Оригинальное эмпирическое исследование

Фазовые превращения в порошковых спеченных сталях при охлаждении

EDN: QZFWTB

М.С. Егоров[1] ✉, Р.В. Егорова[1], В.Ю. Лопатин[2]
[1]Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Российская Федерация
[2]Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, г. Москва, Российская Федерация
✉ aquavdonsk@mail.ru

Аннотация
Введение. Термическая обработка является наиболее распространенной последеформационной операцией, применяемой к порошковым сталям (ПС). Принципиальные положения теории этого процесса, разработанные для компактных материалов, справедливы и для рассматриваемых ПС. Однако специфика структуры последних вносит количественные и качественные изменения в кинетику процессов, происходящих при различных видах термической обработки. Поэтому при разработке новых материалов необходимо уделять большое внимание влиянию термической обработки на их структуру и свойства. В связи с этим целью данного исследования является анализ фазовых превращений в порошковых спеченных сталях при охлаждении и определение их механических свойств.
Материалы и методы. В работе использованы отечественные порошки марок ПЖРВ 2.200.28 (ТУ 14-1-5365-98) и ПЛ-Н4Д2М (ТУ 14-5402-2002) производства ПАО «Северсталь» (г. Череповец). При смешивании в шихту добавлялись ультрадисперсные добавки нитрида кремния (Si_3N_4) и оксида никеля (NiO) производства компании «Плазнотерм» (г. Москва). Перед использованием порошки проходили контроль на универсальном лазерном приборе измерения размера частиц (модель FRITSCH ANALYSETTE 22 MicroTec plus) и анализаторе субмикронных частиц (Beckman COULTER № 5). Для приготовления шихты использовались двухконусный смеситель марки RT-NM05S (Тайвань) и ультразвуковая станция для просеивания и смешивания порошка с ультрадисперсными частицами Assonic SPC (Китай). Статическое холодное прессование проводилось в лабораторных пресс-формах на гидравлическом прессе модели TS0500-6 (Китай) с максимальным усилием в 50 тонн. Гомогенизирующее спекание проведено в лаборатории термической обработки кафедры «Материаловедение и технологии металлов» ДГТУ в муфельной электропечи модели SNOL 6,7/1300 в диапазоне температур 900–1150 °C в среде защитного газа — диссоциированного аммиака. Время спекания — 15–180 минут. В таких же печах производилась и термическая обработка спеченных порошковых сталей. Закалка осуществлялась на спеченных образцах при температуре 800 °C. Исходная пористость спеченных образцов составляла 10,15,25 %. Отпуск спеченных образцов проходил при температуре 100–300 °C. Испытания на растяжение проводились в соответствии с ГОСТ 18227–85[1] с использованием сервогидравлической напольной разрывной машины МГС-В 15 в автоматическом режиме с помощью персонального компьютера. Для измерения твердости использовался твердомер Роквелла ТК-2М с индентированным алмазным конусом при общей нагрузке 1471 Н.

Химические технологии, науки о материалах, металлургия

[1] ГОСТ 18227–85 (ИСО 2740-86). *Материалы порошковые. Метод испытания на растяжение.* URL: https://docs.cntd.ru/document/1200010599 (дата обращения: 12.04.2024).

Результаты исследования. В работе выполнены исследования, которые позволили определить закономерности фазовых превращений в порошковых спеченных сталях с ультрадисперсными частицами при охлаждении после операции закалки. Экспериментально определены значения критических точек охлаждения для спеченных порошковых сталей эвтектоидного состава для скоростей охлаждения 60–400 °С/мин. Определены также механические свойства спеченных порошковых сталей с ультрадисперсными частицами в зависимости от температурного интервала превращений.
Обсуждение и заключение. Исследования позволили установить влияние ультрадисперсных частиц на температуру критических точек спеченных ПС эвтектоидного состава, построить диаграммы изотермического превращения аустенита, а также определить механические свойства спеченных порошковых сталей с ультрадисперсными частицами. Анализ полученных результатов исследований показал разнонаправленное влияние частиц оксида никеля и нитрида кремния на фазовые превращения в порошковых спеченных сталях.

Ключевые слова: спеченные порошковые стали, ультрадисперсные частицы, критические точки охлаждения, изотермическое превращение, механические свойства

Благодарности. За помощь в получении и обсуждении результатов исследования авторы выражают искреннюю признательность сотрудникам кафедры ПМиФП НИТУ МИСиС и лично доценту, кандидату технических наук В.Ю. Лопатину, сотрудникам кафедры «Материаловедение и технологии металлов» ДГТУ доктору технических наук, профессору В.Н. Пустовойту, доктору технических наук, профессору Ю.М. Домбровскому.

Для цитирования. Егоров М.С., Егорова Р.В., Лопатин В.Ю. Фазовые превращения в порошковых спеченных сталях при охлаждении. *Безопасность техногенных и природных систем.* 2024;8(3):67–77. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-3-67-77

Original Empirical Research

Phase Transformations in Powder Sintered Steels during Cooling

Maxim S. Egorov [1] ✉, **Rimma V. Egorova**[1], **Vladimir Yu. Lopatin**[2]
[1]Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation
[2]National Research Technical University MISIS, Russian Federation, Moscow, Russian Federation
✉ aquavdonsk@mail.ru

Abstract
Introduction. Heat treatment is a common post-processing operation applied to powder steel (PS) after deformation. The fundamental principles of heat treatment theory, developed for solid materials, also apply to PS. However, the specific structure of PS introduces quantitative and qualitative differences in the kinetics of heat treatment processes. Therefore, it is important to understand the effect of heat treatment on the structure and properties of PS when developing new materials. The aim of this study is to investigate phase transformations in sintered powder steels during cooling and to determine their mechanical properties after heat treatment.
Materials and Methods. The study used domestic powders of brands PZHRV 2.200.28 (TU 14-1-5365-98) and PL-N4D2M (TU 14-5402-2002) produced by PJSC Severstal (Cherepovets). During the mixing process, ultrafine additives of silicon nitride (Si3N4) and nickel oxide (NiO) manufactured by Plasnotherm (Moscow) were added to the charge. Before use, the powders were tested on a universal laser particle size measuring device (FRITSCH ANALYSETTE 22 MicroTec plus) and a submicron particle analyzer (Beckman COULTER No. 5). To prepare the charge, we used a two-cone mixer RT-NM05S (Taiwan) and an ultrasonic station for sieving and mixing powders with ultrafine particles Assonic SPC (China). Static cold pressing was carried out in laboratory molds on a hydraulic press model TS0500-6 (China) with a maximum force of 50 tons. Homogenizing sintering was performed in the laboratory of heat treatment at the Department of Materials Science and Technology of Metals at Don State Technical University in a muffle electric furnace model 6.7/1300 in the temperature range of 900–1150°C, in a protective gas environment — dissociated ammonia. Sintering time was 15–180 minutes. Heat treatment of sintered powder steels was also performed in these furnaces. Quenching of sintered samples was carried out at a temperature of 800°C. The initial porosity of sintered samples was 10.15.25%. Sintered samples were cooled at a temperature between 100 and 300°C. Tensile testing was conducted in accordance with GOST 18227–85, using a floor-mounted servohydraulic tensile testing machine MGS-V15 in an automatic mode, with the help of a personal computer. Hardness was measured using a Rockwell hardness tester TK-2M with a diamond cone indenter under a total load of 1471 N.

Results. The study conducted allowed us to identify the patterns of phase transformation in powder-sintered steels with ultra-fine particles during cooling after quenching. We experimentally determined the values of critical cooling points for powder-sintered eutectic steels at cooling rates of 60–400°C per minute. Additionally, we determined the mechanical properties of sintered powder steels with ultrafine particles depending on the temperature range of transformations

Discussion and Conclusion. The research has allowed us to establish the effect of ultrafine particles on the temperature of the critical points of sintered eutectoid PS, to construct diagrams of isothermal transformation of austenite, as well as to determine the mechanical properties of powder-sintered steels containing ultrafine particles. The analysis of the results obtained from the research has shown a multifaceted impact of nickel oxide and silicon nitride particles on phase transformations in powder-sintered steel.

Keywords: sintered powder steels, ultrafine particles, critical cooling points, isothermal transformation, mechanical properties

Acknowledgements. The authors would like to express their sincere gratitude to the staff of the Department of Powder Metallurgy and Functional Coatings at National Research Technological University MISIS, and particularly to Associate Professor, Cand. Sci. (Engineering) V.Yu. Lopatin. They also extend their thanks to the staff of the Materials Science and Technology of Metals Department at Don State Technical University, including Dr. Sci. (Engineering), Professor V.N. Pustovoit and Dr. Sci. (Engineering), Professor Yu.M. Dombrovskii. Their assistance in obtaining and discussing the study's results is greatly appreciated.

For citation. Egorov MS, Egorova RV, Lopatin VYu. Phase Transformations in Powder Sintered Steels during Cooling. *Safety of Technogenic and Natural Systems.* 2024;8(3):67–77. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-3-67-77

Введение. Под термической обработкой понимается совокупность операций нагрева, выдержки при высоких температурах и охлаждения в целях изменения структуры и обрабатываемости материала, улучшения сочетания его механических и физических свойств без изменения формы и размеров изделия. Термическая обработка является эффективным методом повышения физико-механических свойств и износостойкости стали [1].

Специфические особенности спеченных сталей (пористость, неоднородность структуры, высокая окисляемость и др.) затрудняют использование технологических режимов термической обработки, разработанных для литых сталей, хотя основные закономерности процессов, происходящих при нагреве и охлаждении компактной стали, могут быть перенесены и на спеченные материалы [2].

Исследования порошковых материалов, в том числе и термической обработки, показывают существенное влияние пористости, как одной из особенностей их структуры, на развитие фазовых превращений и при нагреве, и при охлаждении [3]. Присутствие пор в порошковых материалах и порошковых сталях, а также большое содержание неметаллических включений, в том числе тех, которые модифицируют структуру и плотность дислокаций, облегчают процесс формирования зародышей новых фаз. Это утверждение подкреплено результатами термодинамического анализа фазовых превращений, проведенного на основе соответствующих данных [4].

Цель данной работы — выявить особенности кинетики фазовых превращений в порошковых спеченных сталях с ультрадисперсными частицами при охлаждении, определить их механические свойства в зависимости от температурного интервала. Основная задача исследования в связи с этим —проанализировать влияние пористости и скорости охлаждения на изменение положения критических точек Ar_1 и Ar_3, а также воздействие ультрадисперсных добавок на начальную фазу распада аустенита и механические свойства спеченных порошковых сталей.

Материалы и методы. В работе использованы порошки марок ПЖРВ 2.200.28[2] и Н4Д2М[3] производства ПАО «Северсталь» (г. Череповец) и ультрадисперсные частицы оксида никеля и нитрида кремния компании «Плазмотерм»[4]. Данные об общем химическом составе представлены в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав порошка

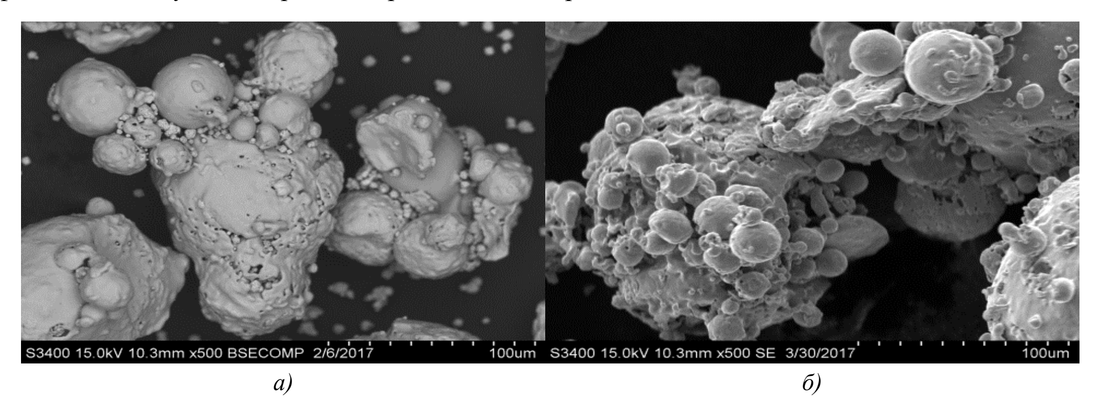
Марка порошка	Массовое содержание компонентов, %									
	Mo	Ni	C	O	H	Cu	Si	Mn	0P	S
ПЖРВ 2.200.26	–	–	0,090	0,140	–	–	0,014	0,087	0,012	0,005
Н4Д2М	0,400–0,500	3,600–4,400	0,020	0,025	–	1,300–1,700	0,050	0,150	0,020	0,020

[2] ТУ 14-5365-98. *Порошок железный, распылённый воздухом.*
[3] ТУ 14-5402-2002. *Порошок железный диффузионно-легированный.*
[4] *Компания ООО «Плазмотерм». Нанопорошки металлов.* URL: https://plasmotherm.ru/catalog/metal/item_4.html (дата обращения: 12.04.2024).

Технологические свойства порошка ПЖРВ 2.200.26: насыпная плотность от 2,4 до 3,0 г/см^3, текучесть не более 37 сек/50 г, плотность при Р = 700 МПа составляет 7,0–7,05 г/см^3, прочность при плотности 6,5 г/см^3 более 14 Н/мм^2. Аналогом являются порошки шведской фирмы Höganäs: AHC 100.29, NC 100.24, SC100.26, ASC100.29. Область применения: детали амортизационной группы, детали трансмиссии, корпусные детали, шестерни, шатуны, муфты, втулки и др.

Согласно ТУ 14-5402-2002 порошок марки ПЛ-Н4Д2М производства компании «Северсталь» содержит 4 % никеля, 1,5 % меди и 0,5 % молибдена, разработан специалистами ЦНИИчермет им. Байкова. В его основе железный порошок линейки ПЖРВ. Конечный продукт представляет собой частично легированную смесь с отличной уплотняемостью (при давлении прессования 600 МПа значения плотности составляют не менее 7,1 г/см^3).

Морфология исследуемых порошков представлена на рис. 1.



а) *б)*

Рис. 1. Частицы порошка: *а* — ПЛ-Н4Д2М; *б* — ПЖРВ 2.200.26

На рис. 2 представлено РЭМ-изображение ультрадисперсных частиц оксида никеля. В таблице 2 приведены свойства частиц оксида никеля. Порошок имеет широкое распределение частиц по размерам и представляет собой индивидуальные частицы сферической формы[5].

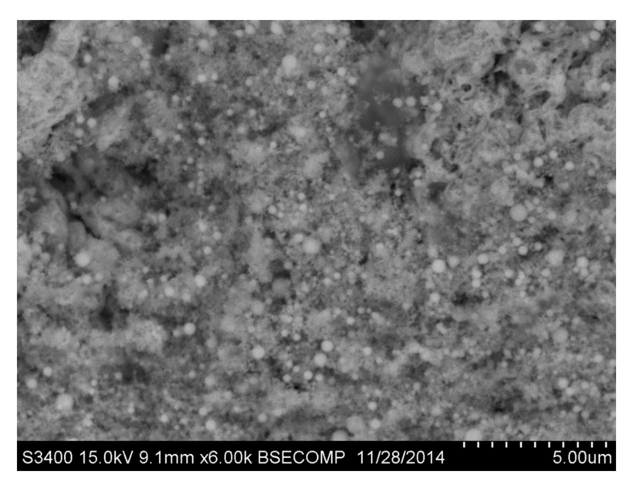


Рис. 2. Снимки с РЭМ ультрадисперсных частиц NiO

Таблица 2

Основные свойства и характеристики ультрадисперсного порошка оксида никеля

Технология получения	Плазмохимический синтез
Цвет порошка	черный
Размер частиц, нм	50–85
Средний размер агломератов, мкм	30–80
Удельная поверхность, м^2/г	5–20
Содержание основного компонента, %	99,8

[5] ТУ 14-5402-2002 *Порошок железный диффузионно-легированный.*

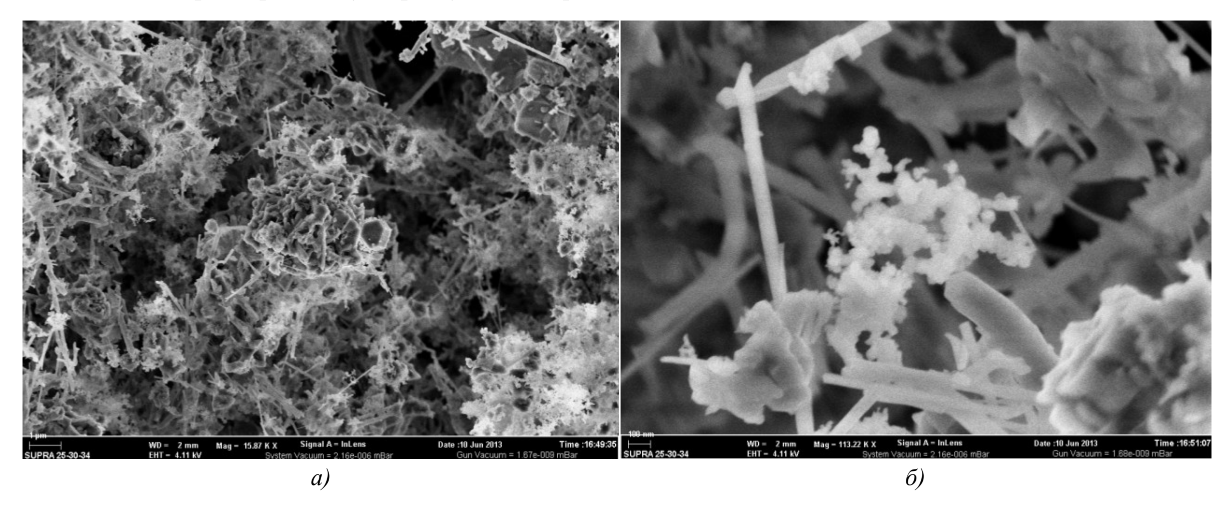
В таблице 3 представлены характеристики ультрадисперсного порошка нитрида[6].

Таблица 3

Характеристики ультрадисперсного порошка нитрида кремния

Параметр	Значение
Размер частиц, нм	10–30
Удельная геометрическая поверхность, м^2/г	50–140
Содержание основного компонента, %	99,75

Ультрадисперсные частицы имеют форму игл (рис. 3), образуют ворсистые хлопья после контактирования с водой и не меняют размер после ультразвуковой обработки[7].



а) *б)*

Рис. 3. Снимок через растровый электронный микроскоп ультрадисперсных частиц Si3N4:
а — общий вид частицы; *б* — частицы при увеличении 109

Проведение экспериментов. Операция прессования проводилась с использованием лабораторных пресс-форм и гидравлического пресса модели TS0500-6 (Китай) с максимальным усилием 30 тонн. Призматические заготовки формовались в пресс-форме, представленной на рис. 4. Данная пресс-форма состоит из обоймы (1), двух полуматриц (2), пуансона (3), вставки (4), которые изготовлены из инструментальных сталей У8, У10А, их твердость после проведения термической обработки достигала 55–62 HRC. Остаточная пористость образцов после прессования в зависимости от приложенного давления была 10–40 %. Заготовки призматической формы после формования имели размеры 9,5х54,3 мм.

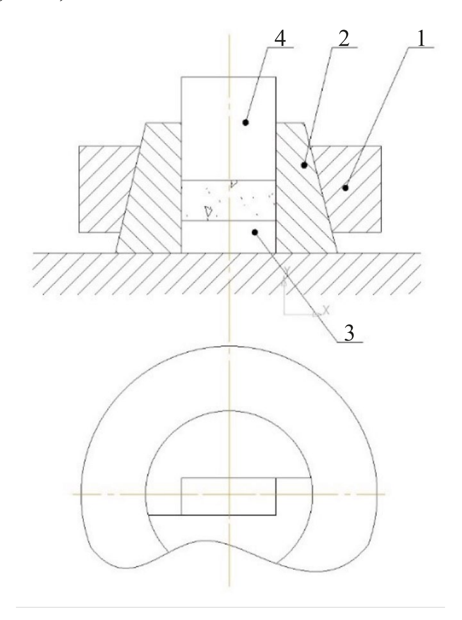


Рис. 4. Схема пресс-формы для холодного прессования призматических образцов

[6] ТУ 14-5402-2002 *Порошок железный диффузионно-легированный.*
[7] Там же

На рис. 5 представлена пресс-форма для изготовления образцов для испытаний на предел прочности при растяжении.



Рис. 5. Лабораторная пресс-форма для изготовления образцов для испытания на растяжение по ГОСТ 8227-98 для холоднопрессованных и спеченных образцов

Спекание и термическая обработка проводились в лаборатории термической обработки кафедры «Материаловедение и технологии металлов» ДГТУ в камерной электропечи с защитной атмосферой ПКЗ-1,0-7 (Россия) в диапазоне температур 900–1150 °C в среде защитного газа — диссоциированного аммиака (рис. 6). Время спекания — 15–180 минут.

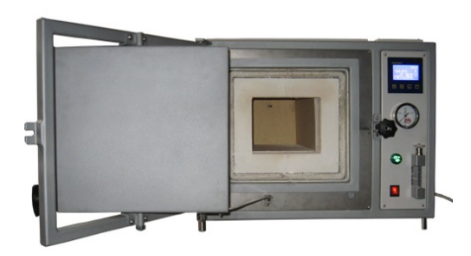
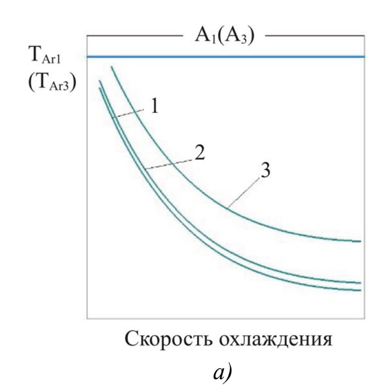


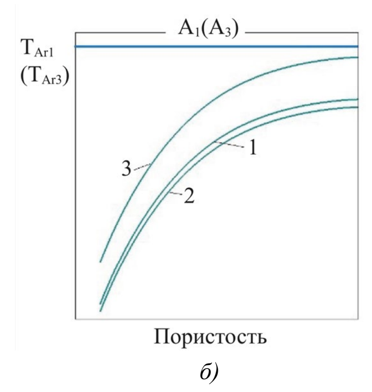
Рис. 6. Лабораторная камерная электропечь с защитной атмосферой ПКЗ-1,0-7

Результаты исследования. Представим процесс фазовых превращений порошковых спеченных сталей в зависимости от их структурного состояния. Была установлена зависимость расположения точек A_{r1} и A_{r3} от таких параметров, как скорость охлаждения ($V_{охл}$), пористость образцов и введение в состав стали ультрадисперсных частиц (рис. 7). Эти параметры по-разному влияют на температурные интервалы фазовых превращений и кинетику превращения аустенита [5]. Более высокая скорость охлаждения замедляет, а большая пористость ускоряет превращение аустенита, сдвигая температурные интервалы в противоположных направлениях.

Влияние добавок оксида никеля и нитрида кремния разнонаправлено [6]. Если первая добавка понижает температуру критических точек, то вторая — её повышает. Значения критических точек для спеченных ПС эвтектоидного состава для скоростей охлаждения 60–400 °C/мин приведены в таблице 4. У ПС на основе порошка Н4Д2М температура критических точек ниже, по сравнению с железным порошком, что обусловлено замедлением диффузионных процессов в легированной матрице [7].



а)



б)

Рис. 7. Зависимость положения точек Ar1 и Ar3 для порошковых сталей:
1 — без добавок; 2 — ПС + 1 % NiO; 3 — ПС + 0,2 % Si3N4; *а* — от скорости охлаждения; *б* — от пористости

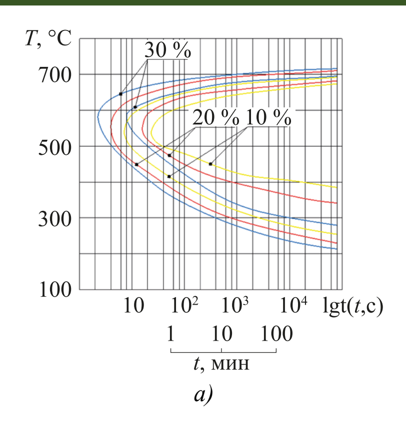
Таблица 4

Температурные точки Ar_1 и Ar_3 порошковых сталей

Основа сплава	Содержание углерода	Пористость, %	Температура точки A_{r1}, С	Температура точки A_{r3}
ПЖРВ 2.200.26	0,5	10	695*; 693**; 690***	725; 722; 719
		20	705; 702; 698	730; 727; 720
		30	712; 710; 708	737; 735; 732
	0,8	10	715; 713; 710	–
		20	718; 713; 708	–
		30	720; 716; 712	–
ПЖРВ 2.200.26 + 1 % NiO	0,5	10	693; 690; 688	723; 720; 717
		20	703; 700; 696	728; 725; 718
		30	710; 708; 705	735; 732; 728
	0,8	10	712; 710; 708	–
		20	716; 711; 705	–
		30	723; 720; 716	–
ПЖРВ 2.200.26 + 0,2 % Si_3N_4	0,5	10	700; 695; 693	730; 726; 722
		20	710; 707; 702	736; 732; 726
		30	718; 715; 712	740; 737; 735
	0,8	10	720; 722; 724	–
		20	723; 720; 717	–
		30	725; 722; 718	–
Н4Д2М	0,5	10	692; 690; 687	723; 719; 715
		20	700; 698; 695	726; 723; 716
		30	708; 705; 702	734; 730; 728
	0,8	10	710; 708; 702	–
		20	714; 711; 706	–
		30	717; 712; 708	–
Н4Д2М +1 % NiO	0,5	10	690; 686; 682	720; 717; 713
		20	700; 696; 692	725; 722; 716
		30	705; 703; 697	730; 728; 722
	0,8	10	707; 704; 698	–
		20	711; 708; 706	–
		30	715; 710; 706	–
Н4Д2М + 0,2 % Si_3N_4	0,5	10	696; 692; 688	724; 720; 718
		20	706; 702; 698	732; 728; 722
		30	714; 710; 706	736; 730; 725
	0,8	10	716; 714; 710	–
		20	718; 720; 722	–
		30	720; 722; 726	–
*Примечание: скорости охлаждения, °/мин: *–60; **–200; ***–400*				

При медленном охлаждении аустенит распадается на эвтектоидную феррито-цементитную смесь, дисперсность которой зависит от степени переохлаждения [8]. Переохлажденный аустенит сохраняется в течение инкубационного периода, по истечении которого начинается его распад. Для описания распада аустенита используют С-образные кривые (рис. 8) [9].

Анализ диаграмм изотермического превращения аустенита порошковых сталей ПЖРВ 2.200.26 + 0,8 % С и Н4Д2М + 0,8 % С показывает, что с увеличением пористости устойчивость переохлажденного аустенита уменьшается, о чем свидетельствует смещение С-образных кривых влево, область минимальной устойчивости аустенита переходит в сторону повышенных температур. Общее время изотермического распада аустенита возрастает.



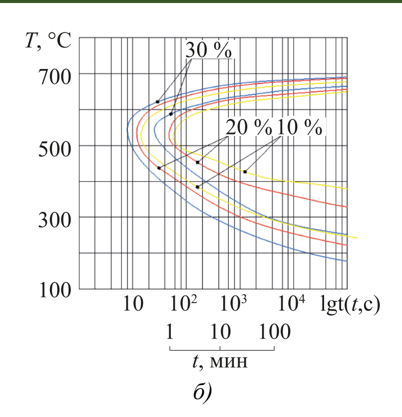


Рис. 8. Диаграмма изотермического превращения аустенита образцов с пористостью 10, 20, 30 %:
а — из стали ПЖРВ 2.200.26 + 0,8 % С; *б* — из стали Н4Д2М + 0,8 %

При использовании легированного порошка С образные кривые смещаются влево и в область более низких температур, что подтверждает теоретическое положении о диффузионном характере образования феррито-цементитной смеси при распаде аустенита. Каким образом ультрадисперсные добавки (0,2 % Si_3N_4 и 1 % NiO) влияют на распад аустенита? Чтобы это определить, были проведены эксперименты в области минимальной устойчивости аустенита. Результаты показаны на рис. 9. Сплошная линия — сталь на основе порошка ПЖРВ 2.200.26, штриховая линия — сталь на основе порошка Н4Д2М.

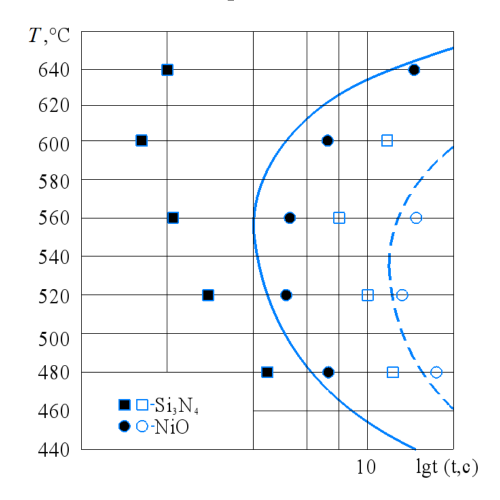


Рис. 9. Влияние ультрадисперсных добавок в сталь на основе порошка ПЖРВ 2.200.26 (заштрихованные маркеры)
и на основе порошка Н4Д2М (незаштрихованные маркеры) на начальную фазу распада аустенита

Добавление нитрида кремния способствует распаду аустенита, повышая температуру минимальной устойчивости аустенита, и сокращению инкубационного периода [9]. Это объясняется созданием включениями добавки областей облегченного появления зародышей феррита и карбида железа. Добавление оксида никеля приводит к повышению содержания никеля в твердом растворе, что замедляет диффузионные процессы и распад аустенита.

В работе [10] показано, что в интервале температур 700–600 °С аустенит распадается на пластинчатый перлит, при температуре минимальной устойчивости продуктом распада аустенита является троостит, а в области температур от 500 до 250 °С превращение аустенита происходит с образованием бейнита.

У доэвтектоидных сталей распаду аустенита предшествует выделение феррита. При этом поверхность пор является областью преимущественного выделения и роста ферритных включений, по сравнению с высокоугловыми границами [11]. Такой механизм зарождения зерен феррита обусловливает отсутствие видманштеттовой структуры, снижающей механические свойства. Выделение избыточной ферритной составляющей происходит стадийно. Сначала образуется микрообъем с кристаллической структурой, близкой к равновесной структуре феррита. Затем этот микрообъем трансформируется в устойчивый центр новой фазы путем диффузионного изменения химического состава [12].

Особенность порошковой структуры стали, а именно наличие свободных поверхностей пор с повышенной диффузионной подвижностью атомов, приводит к преимущественному зарождению ферритной фазы именно на этих поверхностях, что отражается в смещении С-кривых превращения аустенита на диаграммах. В таблице 5 приведены механические свойства спечённых ПС (пористость 10 %) в зависимости от температурного интервала превращения [13].

Таблица 5

Механические свойства спеченных порошковых сталей

Состав стали	Температурный интервал, ° С	Механические свойства		
		$\sigma_в$, МПа	HRB	δ, %
ПЖРВ 2.200.26 + 0,8 % С	700–680	220	70	11
	650–630	260	82	13
	600–550	280	88	13
ПЖРВ 2.200.26 + 0,8 % С + 1 % NiO	700–680	222	71	11
	650–630	262	83	12
	600–550	281	89	12
ПЖРВ 2.200.26 + 0,8 % С + 0,2 % Si_3N_4	700–680	270	85	10
	650–630	290	90	10
	600–550	310	95	9
Н4Д2М + 0,8 % С	680–660	780	80	8
	630–600	795	83	9
	570–540	800	87	10
Н4Д2М + 0,8 % С + 1 % NiO	680–660	850	92	11
	630–600	860	103	11
	570–540	880	106	12
Н4Д3М + 0,8 % С + 0,2 % Si_3N_4	680–660	810	102	7
	630–600	860	105	8
	570–540	880	108	8

Обсуждение и заключение. В результате выполненных исследований установлено, что повышение скорости охлаждения снижает температурный интервал распада аустенита. При этом возрастает дискретность феррито-цементитной смеси, обусловливающая повышение предела прочности и твердости [14]. Введение оксида никеля в шихту на основе порошка ПЖРВ 2.200.26 практически не влияет на механические свойства стали. Благоприятное влияние этой добавки проявилось на стадии спекания, в ходе которого произошло восстановление оксида и растворение никеля в железной матрице. Охлаждение после спекания привело к образованию перлитной структуры без металлографически выявляемых дисперсно-упрочняющих включений. Поэтому при последующей термической обработке, основанной на аустенито-перлитном превращении, отсутствует эффект упрочения от дополнительных включений. При использовании порошка Н4Д2М влияние вводимой в шихту добавки оксида никеля более заметно. Это обстоятельство объясняется концентрацией никеля в ферритной составляющей до 5 % и повышением эффективности упрочнения феррита с ростом содержания никеля в твердом растворе [15]. В отличие от оксида никеля, введенные в шихту частицы нитрида кремния сохраняются в структуре стали в виде включений упрочняющей фазы. Данный характер структуры способствует появлению зародышей новых фаз при распаде аустенита и повышает предел прочности и твердость за счет эффекта дисперсионного упрочнения [16]. Проведен анализ диаграмм изотермического превращения аустенита порошковых сталей ПЖРВ 2.200.26 + 0,8 % С и Н4Д2М + 0,8 % с пористостью 10, 20, 30 %. При использовании легированного порошка С-образные кривые смещаются влево и в область более низких температур, что подтверждает теоретическое положение о диффузионном характере образования феррито-цементитной смеси при распаде аустенита. Определены зависимости механических свойств спеченных порошковых сталей с ультрадисперсными частицами от температурного интервала превращений.

Список литературы / References

1. Петросян А.С., Галстян Л.З. Особенности термической обработки порошковых сталей марки П40ХН с повышенными свойствами. *Вестник Национального политехнического университета Армении. Металлургия, материаловедение, недропользование.* 2017;(2):40–48.

Petrosyan HS, Galstyan LZ. Peculiarities of Heat Treatment of the П40ХН - Gradepowder Steels with Improved Properties. *Proceedings of NPUA. Metallurgy, Material Science, Mining Engineering.* 2017;(2):40–48. (In Russ.)

2. Дорофеев Ю.Г. Становление, формирование и перспективы развития Новочеркасской научной школы в области изучения функциональных порошковых материалов. *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2008;(1):50–55.

Dorofeev YuG. Establishment, Formation, and Prospects for the Development of Novocherkassk Scientific School in the Field of Studying Functional Powdered Materials. *Powder Metallurgy and Functional Coatings.* 2008;(1):50–55. (In Russ.)

3. Шоршоров М.Х., Гвоздев А.Е., Золотухин В.И., Сергеев А.Н., Калинин А.А., Бреки А.Д. и др. *Разработка прогрессивных технологий получения и обработки металлов, сплавов, порошковых и композиционных наноматериалов.* Монография. Тула: Изд-во ТулГУ; 2016. 235 с.

Shorshorov MKh, Gvozdev AE, Zolotukhin VI, Sergeev AN, Kalinin AA, Breki AD, et al. *Development of Advanced Technologies for the Production and Processing of Metals, Alloys, Powder and Composite Nanomaterials.* Monograph. Tula: TulSU Publishing House; 2016. 235 p. (In Russ.)

4. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Новые возможности поверхностного легирования стали в порошковых средах. *Вестник машиностроения.* 2015;(8):79–81.

Dombrovskyi YuM, Stepanov MS. New Facilities of Surface Alloyage of Steels in Powder Environments. *Vestnik mashinostroeniya.* 2015;(8):79–81. (In Russ.)

5. Крохалев А.В., Харламов В.О., Тупицин М.А., Кузьмин С.В., Лысак В.И. О возможности получения твердых сплавов из смесей порошков карбидов с металлами взрывным прессованием без спекания. *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2017;(2):22–30. https://doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-22-30

Krokhalev AV, Kharlamov VO, Tupitsin MA, Kuzmin SV, Lysak VI. On the Possibility of Obtaining Hard Alloys from Mixtures of Carbide Powders and Metals by Explosive Compacting without Sintering. *Powder Metallurgy and Functional Coatings.* 2017;(2):22–30. https://doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-22-30 (In Russ.)

6. Шишка В.Г. Скориков А.В., Иванова И.В., Шишка Н.В. Выбор легирующих элементов для улучшения обрабатываемости резанием порошковых конструкционных сталей. *Инженерный вестник Дона.* 2018;4(51):11. URL: http://www.ivdon.ru/ru/magazine/archive/n4y2018/5307 (дата обращения: 20.06.2024).

Shishka VG, Skorikov AV, Ivanova IV, Shishka NV. Selection of Alloying Elements to Improve the Machinability of Powder Structural Steels. *Engineering journal of Don.* 2018;4(51):11. URL: http://www.ivdon.ru/ru/magazine/archive/n4y2018/5307 (accessed: 20.06.2024). (In Russ.)

7. Дьячкова Л.Н., Дечко М.М. Влияние дисперсных микродобавок на структуру и свойства порошковых углеродистой и высокохромистой сталей. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2015;(2):8–14. https://doi.org/10.17073/1997-308X-2015-2-8-14

D'yachkova LN, Dechko MM. Influence of Dispersed Microadditives on the Structure and Properties of Powder Carbon and High-Chromium Steel. *Powder Metallurgy and Functional Coatings.* 2015;(2):8–14. https://doi.org/10.17073/1997-308X-2015-2-8-14 (In Russ.)

8. Павленко Д.В. Особенности уплотнения спеченных титановых сплавов методами обработки давлением. *Обработка материалов давлением.* 2017;(1):173–180.

Pavlenko DV. Features of Sealing Sintered Titanium Alloys by Pressure Treatment Methods. *Obrabotka materialov davleniem.* 2017;(1):173–180. (In Russ.)

9. Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. *Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей*. Москва: Металлургия; 1989. 544 с.

Bernshtein ML, Dobatkin SV, Kaputkina LM, Prokoshkin SD. *Diagrams of Hot Deformation, Structure and Properties of Steels*. Moscow: Metallurgiya; 1989. 544 p. (In Russ.)

10. Дьячкова Л.Н. Особенности формирования структуры и свойств порошковых сталей с добавками, активирующими диффузионные процессы при спекании. *Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук*. 2020;65(1):45–53. https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-1-43-53

Dyachkova LN. Features of the Formation of the Structure and Properties of Powder Steels with Additives that Activate Diffusion Processes during Sintering. *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series.* 2020;65(1):45–53. https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-1-43-53 (In Russ.)

11. Егоров М.С., Егорова Р.В., Месхи Б.Ч., Егоров С.Н. Развитие контактной поверхности при спекании порошковых сталей. *Металлург.* 2022;(10):74–79. https://doi.org/10.52351/00260827_2022_10_74

Egorov MS, Egorova RV, Meskhi BCh, Egorov SN. Development of Contact Surface during Sintering of Powder Steels. *Metallurg.* 2022;(10):74–79. https://doi.org/10.52351/00260827_2022_10_74 (In Russ.)

12. Dorofeyev VYu, Sviridova AN, Samoilov VA. Formation of Structure and Properties of Hot-Deformed Powder Steels Microalloyed with Sodium and Calcium in the Process of Thermal and Thermomechanical Treatment. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals.* 2021;62(6):723–731 https://doi.org/10.3103/S1067821221060080

13. Егоров М.С., Егорова Р.В., Егоров С.Н., Людмирский Ю.Г., Баранов И.В. Определение движущей силы миграции межчастичной поверхности сращивания порошковых сталей. *Заготовительные производства в машиностроении (кузнечно-прессовое, литейное и другие производства).* 2024;22(4):183–187. https://doi.org/10.36652/1684-1107-2024-22-4-183-187

Egorov MS, Egorova RV, Egorov SN, Lyudmirskiy YuG, Baranov IV. Determination of Driving Migration Force of Interparticle Splice Surface of Powder Steels. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii (kuznechno-pressovoe, liteinoe i drugie proizvodstva).* 2024;22(4):183–187. https://doi.org/10.36652/1684-1107-2024-22-4-183-187 (In Russ.)

14. Ахметов А.С., Еремеева Ж.В. Исследование структуры спеченных заготовок из порошковой смеси быстрорежущей стали Р6М5К5, содержащей диффузионно-легированный порошок. *Металлург.* 2022;(3):57–60.

Akhmetov AS, Eremeeva ZhV. Investigation of Structure of Sintered Blanks from Powder Mixture of R6M5K5 High-Speed Steel Containing Diffusion-Alloyed Powder. *Metallurg.* 2022;(3):57–60. (In Russ.)

15. Гостев А.С., Гостева Е.Г., Гулевский В.А. Роль нанопорошков в модифицировании сплавов. *Молодой ученый.* 2010;1(11):53–55.

Gostev AS, Gosteva EG, Gulevskii VA. The Role of Nanopowders in Alloy Modification. *Molodoi uchenyi.* 2010;1(11):53–55. (In Russ.)

16. Егоров М.С., Егорова Р.В., Егоров С.Н. Спеченные стали, модифицированные наноразмерным нитридом кремния. *Металлург.* 2023;(3):36–41. https://doi.org/10.52351/00260827_2023_03_36

Egorov MS, Egorova RV, Egorov SN. Sintered Steels Modified with Nanoscale Silicon Nitride. *Metallurg.* 2023;(3):36–41. https://doi.org/10.52351/00260827_2023_03_36 (In Russ.)

Об авторах:

Максим Сергеевич Егоров, кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой материаловедения и технологии металлов Донского государственного технического университета (344003, Российская Федерация, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), SPIN-код: 2126-1642, ORCID, Scopus ID, aquavdonsk@mail.ru

Римма Викторовна Егорова, кандидат технических наук, доцент кафедры кибербезопасности информационных систем Донского государственного технического университета (344003, Российская Федерация, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), SPIN-код: 8182-6940, ORCID, rimmaruminskaya@gmail.com

Владимир Юрьевич Лопатин, кандидат технических наук, доцент кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий Национального исследовательского технологического университета «МИСиС» (119049, РФ, г. Москва, Ленинский пр., 4, стр. 1).

Заявленный вклад авторов:

М.С. Егоров: формирование основной концепции, цели и задачи исследования, проведение расчетов, подготовка текста, формирование выводов.

Р.В. Егорова: научное руководство, анализ результатов исследований, доработка текста, корректировка выводов.

В.Ю. Лоптин: подготовка образцов для исследований механических свойств, анализ результатов скоростей охлаждения и построение математических зависимостей.

Конфликт интересов: **авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.**

Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи.

About the Authors:

Maxim S. Egorov, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Head of the Department of Materials Science and Metal Technology, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, Russian Federation), SPIN-code: 2126-1642, ORCID, Scopus ID, aquavdonsk@mail.ru

Rimma V. Egorova, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Cybersecurity of Information Systems, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, Russian Federation), SPIN-code: 8182-6940, ORCID, rimmaruminskaya@gmail.com

Vladimir Yu. Lopatin, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Powder Metallurgy and Functional Coatings, National Research Technological University MISIS (4, Leninsky Aave., building 1, Moscow, 119049, Russian Federation).

Claimed Contributorship:

MS Egorov: formulation of the basic concept, goals and objectives of the study, calculations, text preparation, conclusions formulation.

RV Egorova: academic advising, research results analysis, text revision, conclusions correction.

VYu Loptin: preparation of samples for studies of mechanical properties, analysis of the results of cooling rates and construction of mathematical dependencies.

Conflict of Interest Statement: **the authors do not have any conflict of interest.**

All authors have read and approved the final manuscript.

Поступила в редакцию / Received 12.07.2024
Поступила после рецензирования / Revised 23.07.2024
Принята к публикации / Accepted 31.07.2024